

热拉拔-退火协同调控 TB13 钛合金 再结晶与强塑性匹配机制

苏豪^{1,2}, 康琴^{1,2}, 钟勇^{1,2}, 张泽宇^{1,2}

(1. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610300; 2. 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

摘要: 采用多道次热拉拔(总变形量 74.4%)结合不同梯度退火工艺(710~740 °C), 探究 TB13 钛合金丝材组织性能及织构演变规律。结果表明, 随着热拉拔减径量增加, 合金变形机制由加工硬化主导逐渐转变为动态再结晶主导的软化过程。退火温度对静态再结晶进程具有梯度调控作用, 低温退火(710~720 °C)以回复过程为主, 强度保持在 810~785 MPa, 但延伸率较低, 仅为 22%~24%; 中高温退火(730~740 °C)通过再结晶织构重构与位错密度重置, 实现了强度 736~760 MPa 与延伸率 29%~31% 的良好强塑性匹配。织构分析表明, 热拉拔诱导形成强烈的<101>//拉拔方向丝织构(取向密度 4.9), 而退火处理通过再结晶织构重构实现多组元弱织构(<212>/<001>/<111>取向密度 2.28~2.74), 显著降低了材料的各向异性。

关键词: 热拉拔; 热处理; TB13 线材; 动态再结晶; 显微组织; 织构

中图分类号: TG146.2+3,

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)01-0071-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.01.008

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Synergistic regulation of hot drawing and annealing on recrystallization and strength-ductility matching in TB13 titanium alloy

SU Hao^{1,2}, KANG Qin^{1,2}, ZHONG Yong^{1,2}, ZHANG Zeyu^{1,2}

(1. Chengdu Advanced Metal Materials Industry Technology Research Institute Co., Ltd., Chengdu 610300, Sichuan, China; 2. State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: The microstructure and texture evolution of TB13 titanium alloy wire were investigated by multi-pass hot drawing (total deformation of 74.4%) combined with different gradient annealing processes (710-740 °C). The results show that with the increase of hot drawing reduction, the alloy undergoes a transformation from work hardening dominated to dynamic recrystallization softening. Annealing temperature has a gradient regulation effect on the static recrystallization process. Low-temperature annealing (710-720 °C) is mainly a recovery process, with strength maintained at 810-785 MPa, but the elongation is relatively low, only 22%-24%. Medium-high temperature annealing (730-740 °C) achieved a good strength-plasticity match of 736-760 MPa in strength and 29%-31% in elongation through recrystallization texture reconstruction and dislocation density reset. Texture analysis shows that hot drawing induces a strong <101> // drawing direction wire texture (orientation density of 4.9), while annealing treatment achieves multi-component weak texture (<212>/<001>/<111> orientation density of 2.28-2.74) through recrystallization texture reconstruction, reducing the anisotropic characteristics.

Key words: hot drawing; heat treatment; TB13 wire; dynamic recrystallization; microstructure; texture

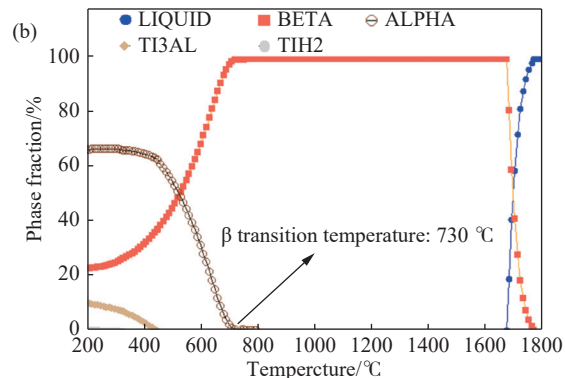
收稿日期: 2025-08-20; 修回日期: 2025-09-26; 接受日期: 2025-09-28

作者简介: 苏豪, 1994 年出生, 男, 四川广安人, 硕士, 副研究员, 从事钛合金棒线材基础研究和开发工作, E-mail: oksuhao2008@163.com。

0 引言

β 钛合金因其高比强度、低弹性模量、优异耐腐蚀性及抗疲劳特性,在航空航天、生物医疗等高端领域展现出重要的应用价值^[1-4]。自 1960 年代起,我国相继突破合金设计、熔炼控制等关键技术,已经成功开发出 TB5(Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al)、TB10(Ti-3Al-5Mo-5V-2Cr)等十余种自主知识产权 β 钛合金体系^[5]。近些年来,随着冶炼、加工技术的发展及制造成本的优化, β 钛合金逐步拓展至民用领域,其中亚稳态 β 钛合金 TB13(Ti-4Al-22V)凭借优异的室温冷成型性,已成为眼镜架制造用丝材的核心材料,在国内市场被广泛应用于高端眼镜架制造行业,市场需求量年均增长率达 18%^[6-7]。

由于 TB13 钛合金丝材的终端产品通常需经多道次冷轧或冲压等大变形冷加工流程,对其冷成型性提出了极高要求。拉拔变形过程中,因 α 相和 β 相性质及其分布位置的差异,钛合金丝材在外部载荷下易发生不均匀塑性变形,导致内部组织结构不均和应力集中^[6]。这种残余应变和应力必须通过退火处理,激活静态再结晶过程,实现组织完全均匀化



(a)金相组织;(b)Jmatpro 相变点计算

图 1 $\text{O}9.4 \text{ mm}$ 规格 TB13 盘圆金相组织和 Jmatpro 相变点计算结果
Fig. 1 Metallographic microstructure and T_p calculation results of $\text{O}9.4 \text{ mm}$ TB13 wire

表 1 TB13 钛合金盘圆化学成分

Table 1 Chemical composition of TB13 alloy							%
Al	V	Fe	C	H	O	N	Ti
3.94	21.70	0.069	0.009 5	0.015	0.100	0.010	Bal.

1.2 试验方法

试验采用热拉拔设备(图 2(a))开展多道次拉丝试验,试验工艺流程主要包括:材料预处理、多道次热拉拔、退火工艺处理三个步骤(图 2(b))。

材料预处理:对原始盘圆通过固定模具进行归圆(提升椭圆度)以及表面车削处理(减径至 $\text{O}9.0 \text{ mm}$),消除轧制导致的表面微裂纹等缺陷。随

并消除应力集中,从而优化丝材强塑性匹配,避免后续冷加工中出现起皮或开裂等失效问题。因此,理解加工-结构-性能之间的关系,对设计合适的拉丝-退火工艺以制备具备目标性能的钛合金丝材至关重要。目前已有的研究多聚焦于冷拉拔工艺^[7-9],对热拉拔及退火过程中 TB13 钛合金丝材的组织性能演变及再结晶过程中强塑性匹配机制尚缺乏系统研究。

笔者通过系统设计热拉拔-退火工艺链,采用固定模热拉拔技术实现高应变累积(总变形量 74.4%),联动梯度退火精准调控静态再结晶进程,揭示 TB13 丝材动态/静态再结晶竞争机制,为优化其强塑性匹配提供了理论依据与工艺指导。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验所用的材料为 $\text{O}9.4 \text{ mm}$ 热轧态 TB13 钛合金盘圆(β 相转变点经 Jmatpro 软件计算为 $730 \text{ }^\circ\text{C} \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$),其原始组织为平均晶粒尺寸约 $42 \text{ } \mu\text{m}$ 的单一 β 等轴晶(图 1),具体化学成分如表 1 所示。

后,在箱式电阻炉中进行 $750 \text{ }^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$ 固溶处理(空冷速率 $15 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$),表面形成厚度约 $15 \sim 20 \text{ } \mu\text{m}$ 的致密氧化层以增强石墨乳润滑剂的附着性能。

多道次热拉拔:将 $\text{O}9.0 \text{ mm}$ 盘条穿入固定尺寸的硬质合金模具,利用收线机提供张力进行拉拔,实施 14 道次减径加工(总断面收缩率 77.2%),热拉拔至 $\text{O}4.3 \text{ mm}$ 的热拉态丝材。其中,道次减径量为 0.3 mm ,拉拔温度控制在 $740 \text{ }^\circ\text{C} \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$,拉拔速率控制在 $2.0 \sim 3.0 \text{ m}/\text{min}$ 。在中间道次 $\text{O}7.0 \text{ mm}$ 、 $\text{O}6.1 \text{ mm}$ 、 $\text{O}5.2 \text{ mm}$ 、 $\text{O}4.3 \text{ mm}$ 取样(变形量分别为 39.5%、51.1%、66.7%、77.2%),跟踪其组织性能演变。

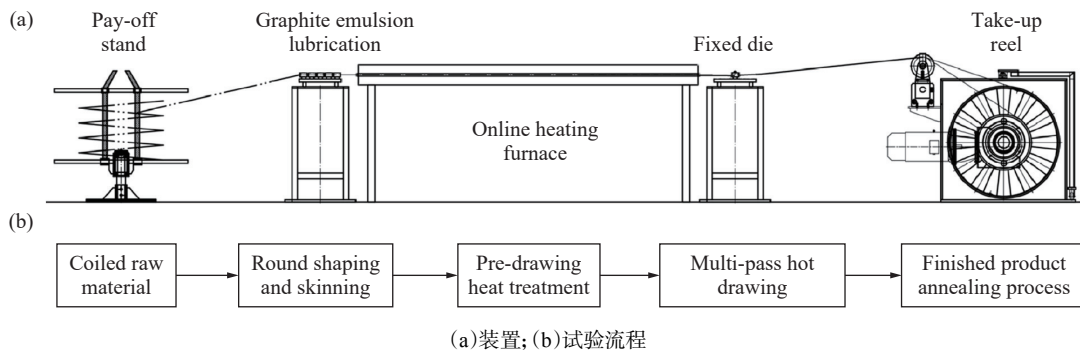


图 2 热拉拔装置和试验流程示意
 Fig. 2 Schematic diagram of thermal drawing equipment and experimental flow

退火工艺处理: 对最终热拉态 $\text{O}4.3 \text{ mm}$ 丝材采用真空退火炉(真空度 $5 \times 10^{-3} \text{ Pa}$)进行成品热处理, 设置 $710 \sim 740 \text{ }^\circ\text{C}$ 温度梯度(间隔 $10 \text{ }^\circ\text{C}$), 保温 1 h 后冲氩气冷却(冷却速率 $10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$, 氩气纯度 99.99%)。

表征与测试方法: 采用蔡司 AXIO Imager.M2m 系列光学显微镜(OM)对腐蚀后的横/纵向金相试验进行组织观察, 金相试样如图 3(a)所示; 利用场发射扫描电镜(OXFORD JSM-7900F 型)进行电子背散射衍射 (EBSD) 表征分析(步长 $0.4 \text{ } \mu\text{m}$), 使用 AZtecCrystal 软件进行核平均取向差(KAM)、织构和大小角度晶界分析(大角度晶界 (HAGBs): 晶界角度 $> 15^\circ$, 红线; 小角度晶界 (LAGBs): 晶界角度为 $2^\circ \sim 15^\circ$, 绿线); 使用 WES-600A 万能材料试验机进行力学性能检测, 按照 GB/T228.1-2021 标准制备拉伸试样(室温拉伸试样如图 3(b)所示)。直径 $< 5.5 \text{ mm}$ 的线材直接从样品全横截面截取, 无需加工; 直径 $\geq 5.5 \text{ mm}$ 的线材截取加工成 $\text{O}5 \text{ mm}$ 标准圆柱试样(标距长度 25 mm), 拉伸性能结果取 5 个试样的平均值。

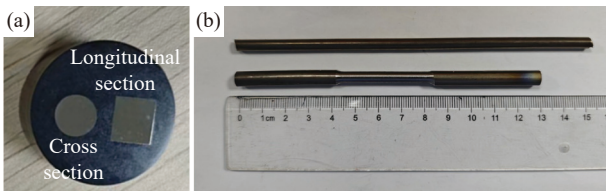


图 3 金相和室温拉伸试样示意
 Fig. 3 Schematic diagram of metallographic and tensile specimens

位错密度测量: 基于 EBSD 的 KAM 数据估算位错密度(ρ)^[10]。KAM 值与几何必需位错 (GNDs) 密度相关, 根据应变梯度理论简化得^[11-12] 式(1)。

$$\rho_{\text{GND}} = \frac{2\theta}{b \cdot l} = B\theta \quad (1)$$

其中, θ 为平均 KAM 值(局部取向差的平均值, 单位: $^\circ$), b 为伯氏矢量(单位: m), l 为 EBSD 步长 ($0.4 \text{ } \mu\text{m} = 4 \times 10^{-7} \text{ m}$); $B = \frac{2}{b \cdot l} = \frac{5}{b} \cdot 10^{16} \text{ m}^{-2}$, 是一个常数。因此, ρ_{GND} (单位: m^{-2}) 与 KAM 值成正比, 可用于位错密度的相对定量与趋势分析。

再结晶组织占比测量: EBSD 数据中的晶粒取向差(GOS)数据是显微组织中再结晶晶粒的鉴别指标, 可以通过对 GOS 参数进行筛选区分显微组织: 变形组织($\text{GOS} > 5^\circ$)、回复组织($2^\circ < \text{GOS} \leq 5^\circ$)和再结晶组织($\text{GOS} \leq 2^\circ$)^[9,12]。

2 结果与分析

2.1 固溶态 TB13 钛合金的显微组织

TB13 钛合金固溶态样品的 OM 和 EBSD 结果如图 4 所示。

可以看出, 经过 $750 \text{ }^\circ\text{C}$ -1 h 固溶处理后, β 相保持等轴晶形貌, 平均晶粒尺寸约 $45 \text{ } \mu\text{m}$, 与原始盘圆相比未发生显著粗化现象。通过样品纵截面的 IPF 图显示, $\langle 001 \rangle \langle 101 \rangle \langle 111 \rangle$ 三个主要晶向呈现随机分布特征(图 4(b)), 取向密度指数仅为 1.71 (图 4(e)), 显著低于典型织构材料的阈值(通常 > 3.0), 表明材料未形成择优取向。此外, HAGBs 占比高达 93.4%, 而 LAGBs 仅占 6.6%, 这一数值说明合金固溶处理后达到完全再结晶组织(HAGBs $> 90\%$) (图 5(a))。且 KAM 图显示全域以蓝色区域为主导, 平均 KAM 值为 0.48° , 位错密度 $\rho_{\text{GND}} = 0.48B \times 10^6 \text{ m}^{-2}$, 表示合金内部位错密度很低, 符合热拉拔变形前材料低残余应力的技术要求。

2.2 热拉拔过程中 TB13 钛合金的组织演变

图 6 为 TB13 钛合金热拉拔过程的微观结构演变的 EBSD 分析结果。从 $\text{O}9.0 \text{ mm}$ 规格线材热拉

到 $\text{Ø}7.0\text{ mm}$ 规格($\text{Ø}9.0\text{ mm}\rightarrow\text{Ø}7.0\text{ mm}$)的初始阶段(图 6(a)(e)(i)),原始等轴 β 晶粒开始沿轴向发生塑性应变,部分晶粒内部出现滑移带,亚晶界网络快速增殖,导致 LAGBs($\theta=2^\circ\sim 15^\circ$)比例从固溶态的 6.6% 显著提升至 68.5%, ρ_{GND} 提升至 $0.87B\times 10^6\text{ m}^{-2}$ 。KAM 图显示,晶界区域及晶内新形成的亚晶界处呈现高密度位错缠结特征(绿色区域),证实该阶段应变能主要积累于晶界协调变形和位错滑移区域。这种现象可以解释为,变形时位错滑移在晶界处运动受阻碍,导致位错堆积^[13]。但是热拉初期应变较小,位错堆积的应力集中不足以激活相邻晶粒中的滑移系,导致这些滑移带在晶界处终止^[14-15]。

当变形量增加拉拔至 $\text{Ø}6.1\text{ mm}$ 规格时(图 6(b)(f)(j)),显微组织呈现明显的应变加剧现象。 β 晶粒沿拉拔方向发生伸长,晶粒内部还形成了具有宽带状的新结构(图 6(b)黑色箭头),表明一种新的变形机制的激活。这些宽带将原始 β 晶粒划分成不同的区域,其中的晶粒取向与周围基体存在明显差异,这种典型的结构特征也在其他文献中被报道,被称为扭结带(kink band)^[16-17]。KAM 图中高取向梯度区域(绿色)表明了扭结带内部和其附近区域具有高位错密度, ρ_{GND} 增加至 $1.08B\times 10^6\text{ m}^{-2}$,LAGBs 比例急剧上升至 80.5%,HAGBs 相应降至 19.5%。该机

制通过局部晶体旋转产生不均匀变形,伴随的应变软化机制降低了变形阻力^[18-19]。

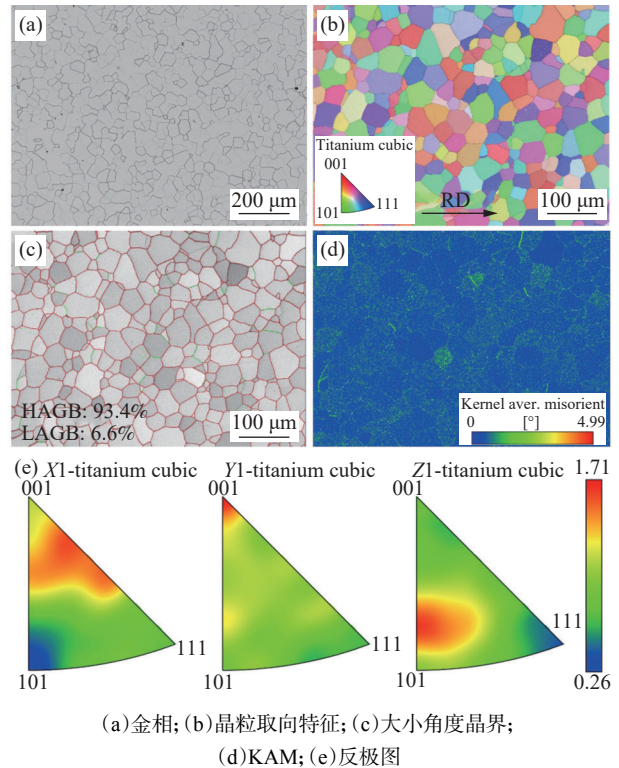


图 4 TB13 钛合金固溶态样品的 OM 和 EBSD 分析
Fig. 4 OM image and EBSD analysis of the solution-treated TB13 titanium alloy

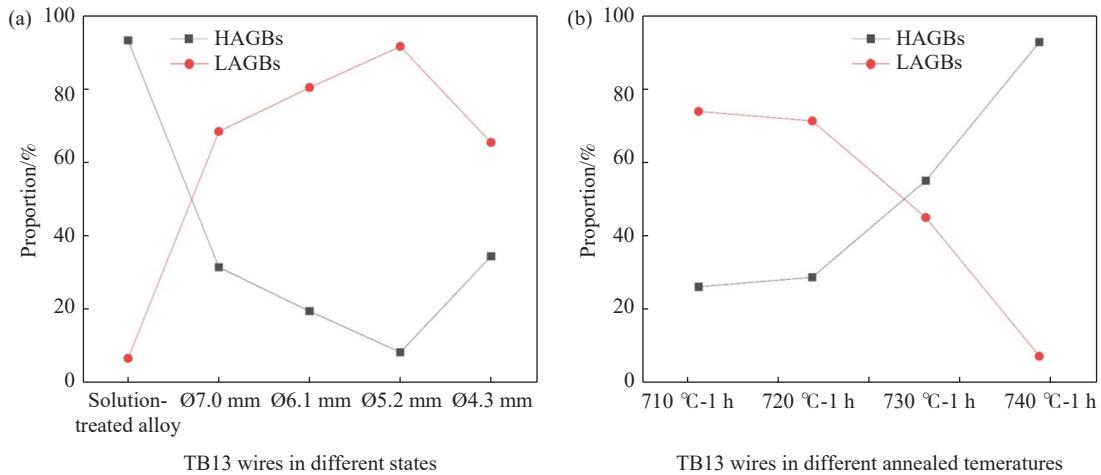


图 5 热拉状态和退火态 TB13 钛合金样品的大角度晶界和小角度晶界所占比例
Fig. 5 Proportion of HAGBs and LAGBs of TB13 titanium alloy samples in different hot-drawn and annealed states

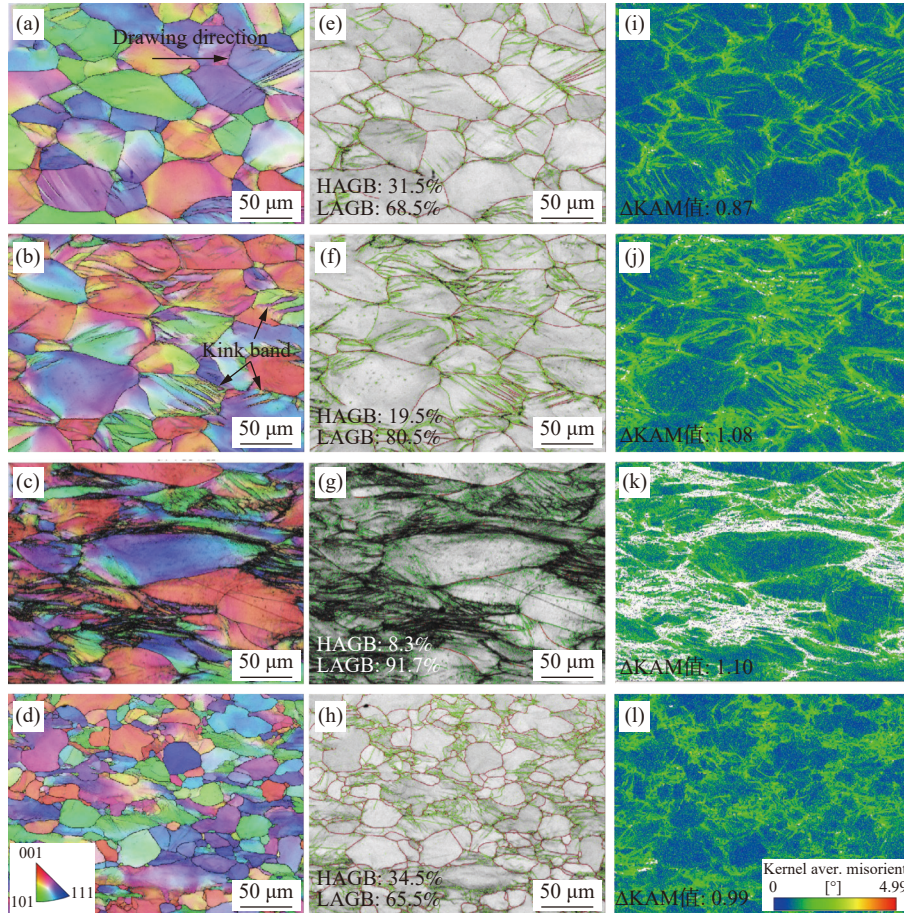
在 $\text{Ø}5.2\text{ mm}$ 高应变阶段(图 6(c)(g)(k)), β 晶粒被径向显著拉长,形成纤维状条带结构,局部区域出现与剪切应力方向成 45° 的变形带。位错密度 ρ_{GND} ($1.18B\times 10^6\text{ m}^{-2}$) 和 LAGBs 占比(91.7%)均达到峰值,表明亚晶界网络剧烈增值。值得注意的是,严

重变形区域(白色区域)出现 EBSD 信号衰减现象,这意味着高密度位错引起的晶格畸变超过 EBSD 解析极限。

当变形量增至 $\text{Ø}4.3\text{ mm}$ 时(图 6(d)(h)(l)),微观结构呈现动态再结晶初期特征,由残余的变形组织

和再结晶组织组成: 长条状变形晶粒间出现尺寸约 5 ~ 50 μm 的等轴晶粒。 ρ_{GND} 降低至 $0.99B \times 10^6 \text{ m}^{-2}$, HAGBs 比例显著回升至 34.5%。这种再结晶区域分布不均的原因在于拉拔过程中的晶粒变形不均匀, 局部应变大的区域会存储较高的位错密度, 为再结晶过程提供了充足的存储能力, 因此会较早的发生

再结晶转变^[20-21]。KAM 分布显示高应变能区域局限于残余变形组织内部, 而新生等轴晶区域呈现低取向梯度特征(蓝色区域), 暗示动态再结晶晶粒通过位错湮灭和亚晶粗化降低了内部应变储能, 这种微观结构转变标志着材料进入应变软化主导的变形阶段。



(a) ~ (d) IPF; (e) ~ (h) 大小角度晶界; (i) ~ (l) KAM; (a) (e) (i) Ø7.0 mm; (b) (f) (j) Ø6.1 mm; (c) (g) (k) Ø5.2 mm; (d) (h) (l) Ø4.3 mm

图 6 热拉拔各道次 TB13 钛合金样品 EBSD 分析
Fig. 6 EBSD analysis of TB13 titanium alloys at different hot-drawn wires

2.3 不同退火工艺下的 TB13 钛合金的组织演变

图 7 为不同退火温度下 TB13 钛合金样品的 EBSD 分析结果。经 710 $^{\circ}\text{C}$ 保温 1 h 退火处理的试样的反极图 (IPF) 分析如图 7(a) ~ (c) 所示, 由图 7(a) 可知, 微观组织仍保持沿拉拔方向延伸的 β 相纤维状晶粒特征, 部分晶粒内部出现变形诱导的亚结构(如位错缠结形成的流线状形貌)。整个观察区域的变形组织占比 92%, 且未检测到典型再结晶等轴晶粒的生成(图 7(b))。此时, HAGBs 和 LAGBs 分别为 26.1% 和 73.9%, 局部应变程度大, 位错密度高, 主要分布于晶界和晶粒内部变形诱导的流线结构区域, 表明未发生明显再结晶现象。

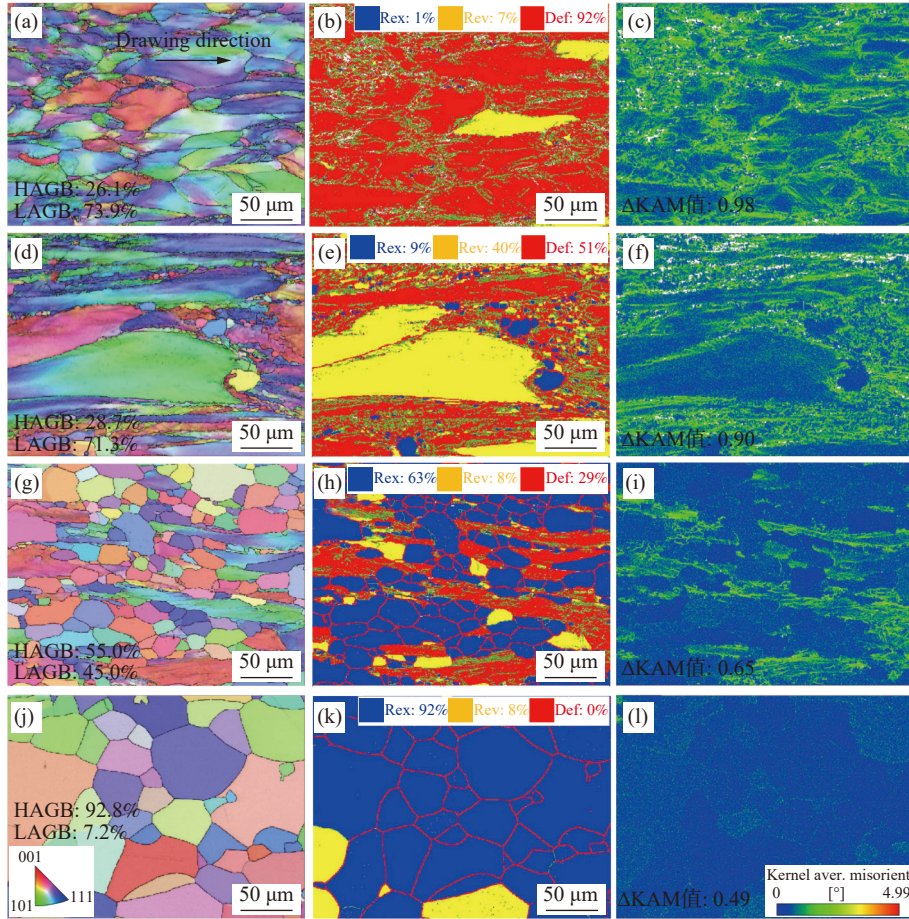
当退火温度提升至 720 $^{\circ}\text{C}$ 时(图 7(d) ~ (f)),

显微组织呈现出动态回复与初始再结晶的协同演化特征。新生等轴晶粒(尺寸约 2 ~ 10 μm)优先沿变形晶粒的三叉晶界形核(图 7(e)), 形成典型的不连续再结晶结构, 同时 KAM 值在新生晶粒区域呈现局部下降趋势(图 7(f))。此时, 再结晶晶粒和回复晶粒的体积分数分别达到 9% 和 40%, 但 HAGBs (28.7%) 与 LAGBs (71.3%) 的相对比例未发生显著改变, 说明该阶段主要发生位错重排和亚晶合并的回复过程, 再结晶仍处于形核主导的初级阶段。

退火温度进一步升高至 730 $^{\circ}\text{C}$ (图 7(g) ~ (i)) 时, 再结晶进程进入快速长大阶段。新生等轴晶粒的体积分数显著提升至 63%, 平均晶粒尺寸增长至约 25 μm , 而残余变形组织的厚度缩减且占比

降至 29%(图 7(h))。HAGBs 比例跃升至 55.0%, LAGBs 则相应降低至 45.0%。KAM 图显示除残留变形带(绿色区域)仍维持较高取向梯度外,基体区

域普遍呈现低 KAM 值(蓝色区域),表明位错湮灭与晶界迁移主导的再结晶机制已有效降低材料内部的应变储能。



(a) ~ (c) 710 °C; (d) ~ (f) 720 °C; (g) ~ (i) 730 °C; (j) ~ (l) 740 °C

图 7 不同退火工艺下的热拉态Ø4.3 mm TB13 钛合金样品的 EBSD 分析

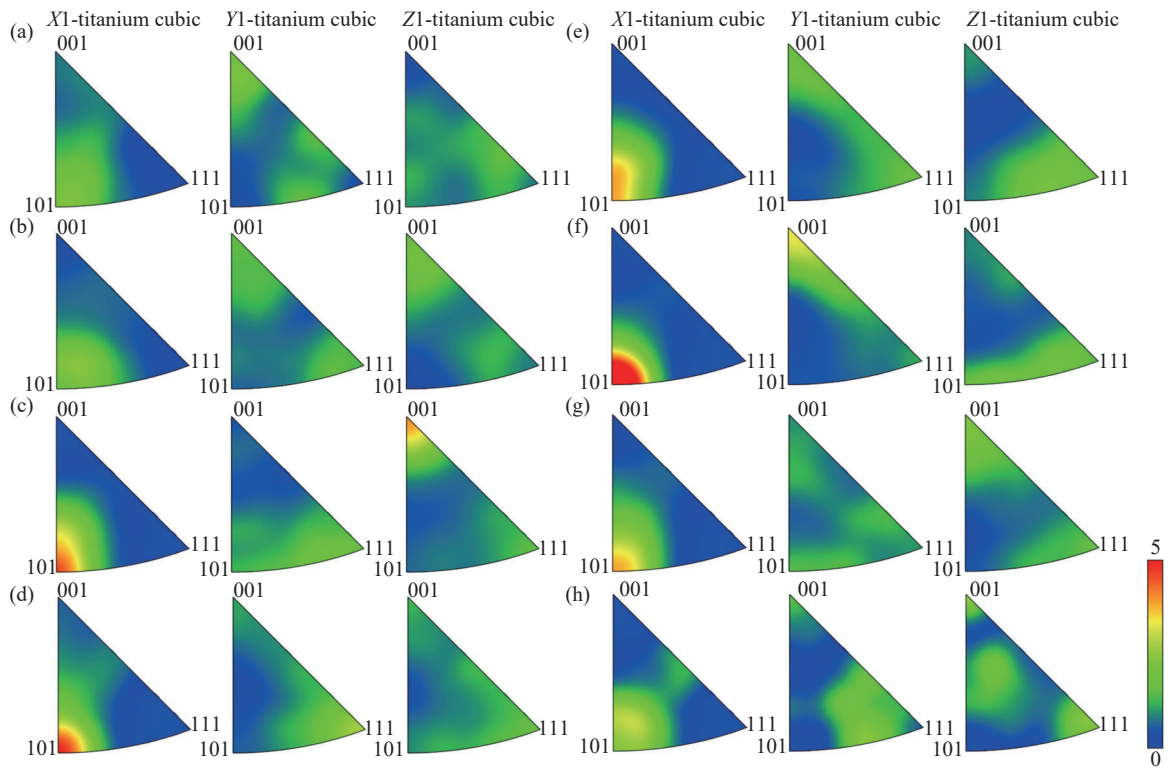
Fig. 7 EBSD results of Ø4.3 mm hot-drawn TB13 wires at different annealing temperature

当退火温度达到 740 °C(图 7(j) ~ (l))时,显微组织完成完全再结晶转变。变形晶粒的体积分数降至 0,取而代之的是均匀分布的等轴 β 晶粒(占比 92%)(图 7(k)),其平均晶粒尺寸较 730 °C 试样增大 50%(约 43 μm)。HAGBs 和 LAGBs 的占比分别为 92.8% 和 7.2%,达到典型完全再结晶组织的晶界特征参数。全域低 KAM 值(蓝色分布)证实材料已实现位错密度的平衡,表明该合金在 740 °C 退火条件下已完成静态再结晶全过程。

2.4 TB13 钛合金的组织演变分析

通过 EBSD 技术分析 TB13 钛合金线材在热拉拔及退火过程中的合金组织演变,图 8 为不同规格的热拉态及不同退火态 Ø4.3 mm TB13 丝材 β 晶粒的反极图结果。可以看到,随着线材规格从 Ø9.0 mm 缩减至 Ø4.3 mm(图 8(a) ~ (d)),β 晶粒在应力作用下发生系统性旋转,形成显著的<101>平行

拉拔方向的丝织构,取向密度指数由初始固溶态(图 4(e))的 1.71 梯度递增至 4.9,增幅达 186%。当 710 °C 退火后时,<101>丝织构强度略微降低至 3.08,反映了位错湮灭导致的取向弛豫。然而当温度为 720 °C 时,丝织构强度反而提高至 7.49,并伴随着沿径向<001>织构增强(3.33),这可能源于回复阶段形成的亚结构作为再结晶形核点,诱发取向遗传效应^[22]。当温度提升至 730 °C,丝材的织构仅出现沿拉拔方向的<101>,强度降低至 3.88,这表明再结晶晶粒通过晶界迁移打破原有取向排列,新生等轴晶的随机取向稀释了变形织构。当温度为 740 °C 时,组织呈现多组元特征:除沿拉拔方向的残余<101>织构(密度 2.42)外,沿径向还出现<212><001><111>等多重取向(密度分别为 2.40、2.74、2.28),且较为分散,这种取向分散化大概率源于更强的再结晶促进了更随机的晶粒取向^[23-24]。



(a) ~ (d)热拉态 \varnothing 7.0 ~ 4.3 mm; (e) ~ (h)710 °C-740 °C-1 h

图 8 不同的热拉态和退火态 TB13 钛合金 β 晶粒的反极图

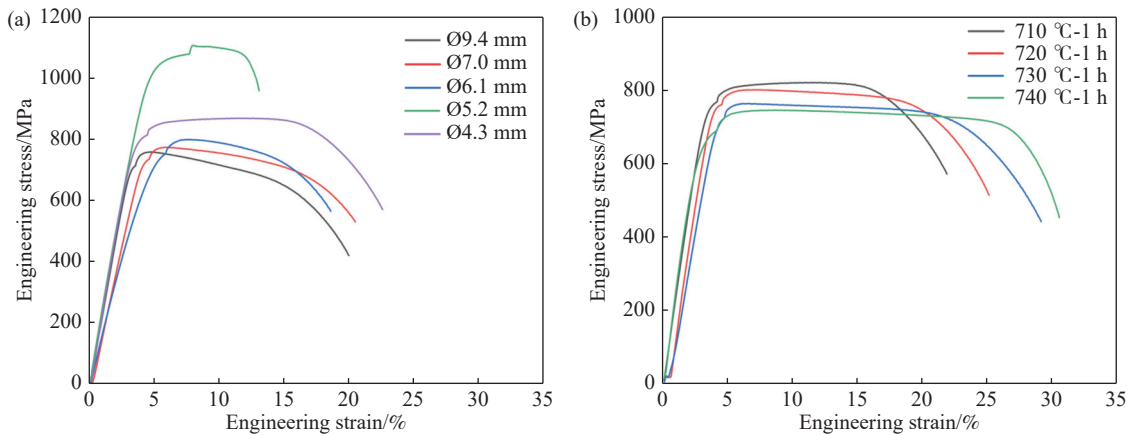
Fig. 8 Reverse polar figures of hot-drawn and annealed TB13 wires at different states

2.5 TB13 钛合金的拉伸性能及强塑性匹配机制

图 9 为不同的热拉态和退火态 TB13 钛合金的工程应力-应变曲线。热拉拔丝材从 \varnothing 9.0 mm 减至 \varnothing 5.2 mm 时, 合金呈现显著加工硬化, 抗拉强度从 775 MPa 升至 1 068 MPa, 伸长率从 20% 降至 14% (图 9(a))。值得注意的是, 从 \varnothing 5.2 mm 进一步减径至 \varnothing 4.3 mm 时, 力学行为发生反常转变: 抗拉强度

降低至 872 MPa, 延伸率则回升至 23%。退火态丝材随着退火温度从 710 °C 升至 740 °C, 抗拉强度由 810 MPa 逐步递减至 736 MPa, 延伸率则由 22% 显著提升至 31%。

钛合金强度主要来源于位错滑移的阻力, 其流变应力 σ (MPa) 与位错密度 ρ (m^{-2}) 遵循经典的 Bailey-Hirsch 关系^[25], 见式(2)。



(a)热拉态;(b)退火态

图 9 热拉态和退火态 TB13 钛合金的工程应力-应变曲线

Fig. 9 Engineering stress-strain curves of TB13 titanium alloy in different hot-drawn and annealed states

$$\sigma \propto \sigma_0 + \alpha \mu b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

其中, σ_0 为摩擦应力(MPa), α 为常数, μ 为剪切模量(GPa), b 为伯氏矢量(m)。塑性则与位错增殖和运动能力相关, 受晶界(特别是 HAGBs)对位错运动的阻碍和协调变形能力的影响。因此, 强塑性匹配的本质是通过热机械处理调控位错密度与晶界结构。

热拉态和退火态 TB13 丝材大小角度晶界和位错密度结果见表 2。热拉拔过程中, 在 $\varnothing 5.2$ mm 规格(变形量 66.7%)时, 极高的位错密度(对应

高 KAM 值和高 LAGBs 比例)导致材料达到了最高强度(1 068 MPa), 但高密度缠结的位错也阻碍了后续塑性变形, 导致延伸率下降。当变形量增至 $\varnothing 4.3$ mm(变形量 77.2%)时, 动态再结晶过程有效消耗了位错(ρ 下降), 同时生成大量无畸变的等轴晶(HAGBs 增加: 8.3%→34.5%), 位错密度降低直接导致了强度的下降, 而 HAGBs 比例的显著提升为位错运动和储存提供了更多空间, 从而显著改善了塑性。这一“软化”与“塑化”过程的竞争, 实现了强度与塑性的新平衡。

表 2 热拉态和退火态 TB13 钛合金力学性能、大小角度晶界及位错密度结果

Table 2 Mechanical properties, proportion of HAGBs and LAGBs and dislocation density results of the hot-rolled and annealed TB13 titanium alloy

Sample states	Diameter/mm	Annealing temperature/°C	UTS/MPa	A /%	Proportion of HAGBs and LAGBs/%		Dislocation density/m ⁻²
					HAGBs	LAGBs	
Hot-drawn	7.0		775	20	31.5	68.5	0.87B×10 ⁶
Hot-drawn	6.1		806	17	19.5	80.5	1.08B×10 ⁶
Hot-drawn	5.2		1 068	14	8.3	91.7	1.18B×10 ⁶
Hot-drawn	4.3		872	23	34.5	65.5	0.99B×10 ⁶
Annealed	4.3	710	810	22	26.1	73.9	0.98B×10 ⁶
Annealed	4.3	720	785	25	28.7	71.3	0.90B×10 ⁶
Annealed	4.3	730	760	29	55.0	35.0	0.65B×10 ⁶
Annealed	4.3	740	736	31	92.8	7.2	0.49B×10 ⁶

同理, 在后续对热拉态丝材的退火过程中, 低温退火时(710 ~ 720 °C), 由于再结晶过程以回复为主, 位错密度下降有限, β 晶粒未完全等轴化, 仍含有变形和回复组织, 因此强度仅小幅下降。在中高温退火时(730 ~ 740 °C), 大量位错在再结晶进程中被持续消耗(ρ 显著下降: $0.99B \times 10^6 \text{ m}^{-2} \rightarrow 0.49B \times 10^6 \text{ m}^{-2}$), 再结晶等轴晶粒占比大幅提高(HAGBs 增加至 92.8%), 导致强度显著下降(736 ~ 760 MPa)和塑性提升(29% ~ 31%), 实现强度-塑性的协调优化匹配。该温度区间内的性能演变规律与图 7 所示的再结晶组织演变过程呈现严格对应关系。由此可见, 当末道次高变形量(>66.7%)与退火温度 740 °C 结合时, TB13 钛合金丝材达到最佳强塑性匹配(R_m : 736 MPa, A: 31%), 最能满足产品高冷成型性要求。

参考文献

- [1] KIRTHIKA A M A, RAO M N, MANIVASAGAM G. Duplex aging of metastable beta titanium alloys: A Review[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2022, 75(12): 2985-2996.
- [2] WU Z, KOU H, CHEN N, et al. The effect of cubic-texture on fatigue cracking in a metastable β titanium alloy subjected to

3 结论

1) 当变形量 > 66.7% ($\varnothing 5.2$ mm → $\varnothing 4.3$ mm) 时, TB13 合金从加工硬化主导突变为动态再结晶软化主导(LAGBs 占比从 91.7% → 34.5%, 延伸率从 14% → 23%), 实现强度-塑性首次协同优化。

2) 740 °C 退火是静态再结晶完成临界点(HAGBs 增至 92.8%, 变形组织完全消除), 使延伸率提升至 31% 的同时维持适用强度(736 MPa)。该温度下织构重构为多组元弱织构($\langle 212 \rangle / \langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ 取向密度 ≤ 2.74), 显著降低各向异性。

3) 通过匹配末道次高变形量(>66.7%)与退火温度(710 ~ 740 °C), 首次在 TB13 丝材中实现抗拉强度 736 ~ 810 MPa、延伸率 22% ~ 31% 的宽域性能匹配, 为眼镜丝材工业化生产提供直接指导。

- high-cycle fatigue[J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 141: 105872.
- [3] PR C, KB N B, RK A, *et al.* Progress in the optimization of compositional design and thermomechanical processing of metastable β Ti alloys for biomedical applications[J]. *ACS Biomaterials Science & Engineering*, 2024.
- [4] YIN M, LUO H, DENG H, *et al.* Thermomechanical processing of near- β Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloys: Effect of deformation reduction on microstructures and mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 853: 143786.
- [5] ZOU W Z. Application and prospect of titanium and titanium alloys in the aerospace industry[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016(1): 70-71.
(邹武装. 钛及钛合金在航天工业的应用及展望[J]. *中国有色金属*, 2016(1): 70-71.)
- [6] WANG H L. Study on fracture behavior of TB13 titanium alloy wire[J]. *Special Steel Technology*, 2019, 25(4): 22-25.).
(王怀柳. TB13 钛合金线材断裂行为研究[J]. *特钢技术*, 2019, 25(4): 22-25.)
- [7] LIN H F, CAO J M, WANG T X, *et al.* Research on the preparation process of Ti-22V-4Al alloy wire for eyeglass frames[J]. *Rare Metal News*, 2007, 26(6): 26-29.
(林海峰, 曹继敏, 王廷询, 等. 眼镜架用 Ti-22V-4Al 合金丝制备工艺研究[J]. *稀有金属快报*, 2007, 26(6): 26-29.)
- [8] GAO H, HUANG Y, NIX W D, *et al.* Mechanism-based strain gradient plasticity—I. Theory[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1999, 47(6): 1239-1263.
- [9] WRIGHT S I, NOWELL M M, FIELD D P. A review of strain analysis using electron backscatter diffraction[J]. *Microscopy and microanalysis*, 2011, 17(3): 316-329.
- [10] CALCAGNOTTO M, PONGE D, DEMIR E, *et al.* Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(10-11): 2738-2746.
- [11] KUBIN L P, MORTENSEN A. Geometrically necessary dislocations and strain-gradient plasticity: a few critical issues[J]. *Scripta materialia*, 2003, 48(2): 119-125.
- [12] GU B, CHEKHONIN P, XIN S W, *et al.* Effect of temperature and strain rate on the deformation behavior of Ti5321 during hot-compression[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 876: 159938.
- [13] PAN Y, SUN Q, XIAO L, *et al.* Plastic deformation behavior and microscopic mechanism of metastable Ti-10V-2Fe-3Al alloy single crystal pillars orientated to $\langle 011 \rangle_{\beta}$ in submicron scales Part I: Double size effects and martensitic transformation prediction[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 743: 798-803.
- [14] WANG K, DENG Z, TIAN Y, *et al.* Effect of cold rolling and solution treatment on β stability and mechanical properties of a metastable β -Ti alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 861: 144366.
- [15] MEHDI M, HE Y, HILINSKI E J, *et al.* The evolution of cube ($\{001\} \langle 100 \rangle$) texture in non-oriented electrical steel[J]. *Acta Materialia*, 2020, 185: 540-554.
- [16] SADEGHPOUR S, ABBASI S M, MORAKABATI M, *et al.* Effect of cold rolling and subsequent annealing on grain refinement of a beta titanium alloy showing stress-induced martensitic transformation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 731: 465-478.
- [17] OZAN S, LIN J, ZHANG Y, *et al.* Cold rolling deformation and annealing behavior of a β -type Ti-34Nb-25Zr titanium alloy for biomedical applications[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(2): 2308-2318.
- [18] YANG Y, WU S Q, LI G P, *et al.* Evolution of deformation mechanisms of Ti-22.4Nb-0.73Ta-2Zr-1.34O alloy during straining[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(7): 2778-2787.
- [19] ZHANG Y T, QI D X, GAO J, *et al.* Analysis of kinking in elastoplastic materials with strain-softening behavior[J]. *International journal of engineering science*, 2008, 46(11): 1077-1086.
- [20] MAJCHROWICZ K, SOTNICZUK A, ADAMCZYK-CIEŚLAK B, *et al.* The influence of microstructure and texture on the hardening by annealing effect in cold-rolled titanium[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 948: 169791.
- [21] WANG H, BAN C, ZHAO N, *et al.* Enhanced strength and ductility of nano-grained titanium processed by two-step severe plastic deformation[J]. *Materials Letters*, 2020, 266: 127485.
- [22] LI J, DONG R, KOU H, *et al.* Texture evolution and the recrystallization behavior in a near β titanium alloy Ti-7333 during the hot-rolling process[J]. *Materials characterization*, 2020, 159: 109999.
- [23] GU B, CHEKHONIN P, SCHAARSCHUCH R, *et al.* Microstructure, texture and hardness of a metastable β -titanium alloy after bar-rolling and annealing[J]. *Journal of alloys and compounds*, 2020, 825: 154082.
- [24] SANDER B, RAABE D. Texture inhomogeneity in a Ti-Nb-based β -titanium alloy after warm rolling and recrystallization[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 479(1-2): 236-247.
- [25] BAILEY J E, HIRSCH P B. The dislocation distribution, flow stress, and stored energy in cold-worked polycrystalline silver[J]. *Philosophical Magazine*, 1960, 5(53): 485-497.